

HEAT TREATMENT BEFORE STRESS RELIEVING ANNEALING TREATMENT FOR THICK STEEL PLATE

Publication number: JP9256038 (A)

Publication date: 1997-09-30

Inventor(s): SAITO NAOKI; TSUCHIDA YUTAKA

Applicant(s): NIPPON STEEL CORP

Classification:

- **International:** C21D8/02; C21D1/30; C21D6/00; C21D9/00; C22C38/00; C22C38/06; C22C38/58; C21D8/02; C21D1/26; C21D6/00; C21D9/00; C22C38/00; C22C38/06; C22C38/58; (IPC1-7): C21D6/00; C21D1/30; C21D8/02; C21D9/00; C22C38/00; C22C38/06; C22C38/58

- **European:**

Application number: JP19960066922 19960322

Priority number(s): JP19960066922 19960322

Abstract of JP 9256038 (A)

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a heat treating method before stress relieving annealing treatment for a thick steel plate (having >=50mm plate thickness in particular) excellent in mechanical properties and used for structures requiring stress relieving annealing treatment such as pressure vessels. **SOLUTION:** A steel plate contg., by weight, 0.05 to 0.20% C, 0.02 to 0.5% Si, 0.2 to 2.0% Mn and 0.005 to 0.10% Al, furthermore contg., at need, one or >= two kinds among Cu, Ni, Cr, Mo, V, Nb, Ti, Ca and rare earth elements, and the balance iron with inevitable impurities is heated at the Ac1 to the Ac3 transformation point and is subsequently subjected to gradual cooling treatment before stress relieving annealing treatment for forming the plate into a structural member.

Data supplied from the **esp@cenet** database — Worldwide

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平9-256038

(43)公開日 平成9年(1997)9月30日

(51)Int.Cl. ⁶	識別記号	序内整理番号	F I	技術表示箇所
C 21 D	6/00		C 21 D	6/00
	1/30			1/30
	8/02	9270-4K		8/02
	9/00	9352-4K		9/00
C 22 C	38/00	301	C 22 C	38/00
				301A
			審査請求 未請求 請求項の数4 O L (全7頁) 最終頁に続く	

(21)出願番号 特願平8-66922

(22)出願日 平成8年(1996)3月22日

(71)出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72)発明者 斎藤 直樹

富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内

(72)発明者 土田 豊

東海市東海町5-3 新日本製鐵株式会社名古屋製鐵所内

(74)代理人 弁理士 大関 和夫

(54)【発明の名称】 厚鋼板の応力除去焼鈍処理前の熱処理方法

(57)【要約】

【課題】 圧力容器などの応力除去焼鈍処理が必要な構造物に使用される機械的性質の優れた厚鋼板(特に、板厚50mm以上)の応力除去焼鈍処理前の熱処理方法を提供する。

【解決手段】 重量%で、C:0.05~0.20%、Si:0.02~0.5%、Mn:0.2~2.0%、Al:0.005~0.10%、さらに必要に応じてCu、Ni、Cr、Mo、V、Nb、Ti、Ca、希土類元素のうち1種または2種以上を含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなる鋼板を、構造物部材とするための応力除去焼鈍処理前に、Ac₁~Ac₃変態点間に加熱後徐冷処理を施すことを特徴とする厚鋼板の応力除去焼鈍処理前の熱処理方法。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で、

C: 0.05~0.20%、

Si: 0.02~0.5%、

Mn: 0.2~2.0%、

A1: 0.005~0.10%を含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなる鋼板を、構造物部材とするための応力除去焼鈍処理前に A_{C_1} ~ A_{C_3} 変態点間に加熱後徐冷処理を施すことを特徴とする厚鋼板の応力除去焼鈍処理前の熱処理方法。

【請求項2】 重量%で、強度改善元素群であるCu:

0.1~1.5%、

Ni: 0.1~2.0%、

Cr: 0.1~1.0%、

Mo: 0.05~0.50%、

V: 0.005~0.10%、

Nb: 0.005~0.05%、

Ti: 0.005~0.04%のうち1種または2種以上を含有する請求項1記載の鋼板を用いることを特徴とする厚鋼板の応力除去焼鈍処理前の熱処理方法。

【請求項3】 重量%で、介在物制御元素群であるC

a: 0.001~0.010%、

希土類元素: 0.01~0.10%のうち1種または2種を含有する請求項1または2記載の鋼板を用いることを特徴とする厚鋼板の応力除去焼鈍処理前の熱処理方法。

【請求項4】 構造物部材とするための熱間加工または温間加工を A_{C_1} ~ A_{C_3} 変態点間に加熱後冷却処理の前に施すことを特徴とする請求項1~3のいずれか1項に記載の厚鋼板の応力除去焼鈍処理前の熱処理方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、圧力容器などの応力除去焼鈍処理（以下、PWHTと略す）が必要な構造物に使用される機械的性質の優れた厚鋼板（特に板厚50mm以上）のPWHT前の熱処理方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】反応容器などの構造物を制作する際、鏡板などの製造で鋼板を熱間加工により成形した後に、PWHTを実施する場合が多く、処理後の強度および韌性の確保が重要になる。PWHT後の材質特性は、その化学組成およびミクロ組織に大きく依存することから、従来より、合金元素の最適化および鋼板製造時の加工熱処理技術の適用などによるPWHT後の強度および韌性の優れた鋼板の製造方法が提案されてきた。以下に、その例をいくつか挙げる。

【0003】特開昭59-232234号公報には、

C: 0.03~0.30%、Mn: 0.2~2.0%を含有し、さらに $C + Mn / 9.11 \geq 0.26\%$ を満足

する鋼を熱間圧延後、 A_{r_3} 点以上の温度から500°C未満250°C以上の温度まで、3~30°C/sの冷却速度で制御冷却することを特徴とする応力除去焼鈍用50キロ鋼材の製造法が開示され、また特開昭62-47430号公報には、C: 0.02~0.20%、Mn: 0.50~2.5%などを含有する鋼片を、 A_{C_3} 変態点~1250°Cの温度に加熱する段階と、前記加熱後、 A_{r_3} 変態点~(A_{r_3} 変態点+100°C)の温度で圧下率30%以上の圧延をする段階と、前記圧延後、(α+γ)2相域において、圧下率が5~60%で、仕上温度が A_{r_3} 変態点~(A_{r_3} 変態点-80°C)の仕上圧延をする段階と、前記仕上圧延後、1°C/s以上の冷却速度で600°C以下まで冷却する段階とを有してなることを特徴とする応力除去焼鈍用高張力鋼の製造方法が開示されている。

【0004】さらに、特開昭62-93312号公報には、C: 0.02~0.18%、Si: 0.03~0.60%、Mn: 0.5~2.5%、可溶性A1: 0.05~0.06%、Nb: 0.005~0.05%、Cu: 0.05~0.7%、Ni: 0.05~0.7%を含有する鋼片を、 A_{C_3} 変態点~1250°Cの範囲に加熱する段階と、前記加熱後の A_{r_3} 変態点~(A_{r_3} 変態点+100°C)の温度範囲で圧下率が30%以上の圧延をする段階と、前記圧延後、直ちに1~30°C/sの冷却速度で600°C以下の任意の温度まで冷却する段階とを有してなることを特徴とする溶接性と低温韌性に優れた応力除去焼鈍用高張力鋼材の製造方法が開示され、また特開昭62-240713号公報には、C: 0.02~0.18%、Si: 0.03~0.60%、Mn: 0.5~2.5%、S01、A1: 0.005~0.06%、Nb: 0.005~0.03%、B: 0.0003~0.002%、Ti: 0.005~0.02%を含有し、かつC当量 $C_{eq} : C + Mn / 6 \leq 0.38$ を満足する高張力鋼を、 A_{C_3} 温度~1050°Cの温度範囲に加熱後、 A_{r_3} 温度~(A_{r_3} 温度+100°C)のオーステナイト未再結晶温度域内で圧下率30%以上の圧延を施し、直ちに1~10°C/sの冷却速度で600°C以下の温度まで強制冷却することを特徴とする板厚50mm以上でベイナイトを含有する溶接性ならびに低温韌性に優れた応力除去焼鈍に適した極厚高張力鋼板の製造方法が開示されている。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】これらの従来技術は、添加される合金元素および熱間圧延後の強制冷却を適用し、ミクロ組織を最適化することで、PWHT後の機械的性質の向上を図るものである。従って、先に述べたような、鋼材が出荷された後、客先で構造物とするためにスピニング加工などの二次的に再度、熱間加工や温間加工を伴う場合、その効果が焼失してしまうおそれがあった。

【0006】

【課題を解決するための手段】本発明は、PWHT前に、熱間加工後、単純な熱処理を施すことにより、PWHT後の鋼板の機械的性質の劣化を阻止することを目的としてなされたものであって、その要旨とするところは下記のとおりである。

(1) 重量%で、C: 0.05~0.20%、Si: 0.02~0.5%、Mn: 0.2~2.0%、Al: 0.005~0.10%を含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなる鋼板を、構造物部材とするための応力除去焼鈍処理前に $A_{C_1} \sim A_{C_3}$ 変態点間に加熱後徐冷処理を施すことを特徴とする厚鋼板の応力除去焼鈍処理前の熱処理方法。

【0007】(2) 重量%で、強度改善元素群であるCu: 0.1~1.5%、Ni: 0.1~2.0%、Cr: 0.1~1.0%、Mo: 0.05~0.50%、V: 0.005~0.10%、Nb: 0.005~0.05%、Ti: 0.005~0.04%のうち1種または2種以上を含有する前項(1)記載の鋼板を用いることを特徴とする厚鋼板の応力除去焼鈍処理前の熱処理方法。

【0008】(3) 重量%で、介在物制御元素群であるCa: 0.001~0.010%、希土類元素: 0.01~0.10%のうち1種または2種を含有する前項(1)または(2)記載の鋼板を用いることを特徴とする厚鋼板の応力除去焼鈍処理前の熱処理方法。

(4) 構造物部材とするための熱間加工または温間加工を $A_{C_1} \sim A_{C_3}$ 変態点間の加熱後冷却処理の前に施すことを特徴とする前項(1)~(3)のいずれか1項に記載の厚鋼板の応力除去焼鈍処理前の熱処理方法。

【0009】

【発明の実施の形態】一般に、低合金鋼がPWHTされると、機械的性質が劣化する。これは、長時間の熱処理により、フェライト地が軟化して強度が低下するとともに、炭化物の凝集粗大化により韌性が低下するためである。従って、PWHT後の機械的性質の低下を阻止するためには、PWHTされる前に組織を微細化し、かつフェライト地を強化する必要がある。

【0010】本発明者らは、構造物とするための二次的な熱間加工(比較的低温の温間加工でもかまわない)後に実施されるPWHT後の機械的性質の低下を阻止するために、組織の適正化の観点から、簡単な熱処理をPWHT前に加えることにより、PWHT後の機械的性質の低下を阻止できる熱処理方法を見出した。図1、図2は、0.13%C-0.44%Si-1.46%Mn-0.18%Cu-0.42%Ni-0.02%V-0.02%Nb-0.008%Ti鋼(板厚60mm)に5%の熱間曲げ加工を実施した後、横軸に示す温度で加熱して1時間保持し、その後625°Cで10時間のPWHT処理を実施した場合の引張強さおよび-45°Cにおける

シャルピー吸収エネルギーを示す。図1、図2から明らかのように、 $A_{C_1} \sim A_{C_3}$ 変態点間に加熱した後にPWHTを行った場合は、引張強さおよび韌性が明らかに向上することが分かる。

【0011】図3に熱処理された後の主なミクロ組織を示す。熱処理温度が A_{C_3} 変態点を超える900°Cの場合、典型的なフェライト-パーライト組織を呈するが、熱処理温度が A_{C_3} 変態点以下(800°C)になると、フェライトが細粒化するとともに、炭化物が微細に分散するようになる。すなわち、この両者の効果により、図1に示すようなPWHT後の機械的性質の低下が阻止できる。

【0012】以下、本発明を詳細に説明する。本発明において、その出発材は、電気炉、転炉などで溶製され、連続鋳造あるいは造塊・分塊工程を経て、基本的に、C: 0.05~0.20%、Si: 0.02~0.5%、Mn: 0.2~2.0%、Al: 0.005~0.10%を含有するスラブとされる。この化学組成の限定理由について以下に述べる。

【0013】C: Cは鋼材を加工して得られる部材自体(母鋼板)の強度を得るために必要な元素であり、本発明の意図する板厚50mm以上の鋼板で、引張強度を40MPa以上にするためには、0.05%以上の添加が必要である。一方、0.20%を超えてCを添加すると炭化物が粗大化し、本発明による炭化物の微細分散の効果が得られない。

【0014】Si: Siは製鋼上脱酸元素として必要な元素であり、鋼中に0.02%以上添加する必要があるが、0.5%を超えるとPWHT後の母鋼板および溶接熱影響部の韌性を低下させる。

Mn: Mnは強度および韌性の確保に必要な元素であるが、2.0%を超えると韌性を著しく阻害し、逆に0.2%未満ではPWHT後の母鋼板の強度確保が困難となるため、その範囲を0.2~2.0%とする。

【0015】Al: Alは脱酸材として添加されると同時に、結晶粒径の細粒化にも効果がある元素であり、0.005%以上の添加が必要である。一方、0.10%を超えてAlを添加すると粗大なアルミナを生成し、韌性を阻害する。なお、特に規制はしないが、Pは粒界偏析元素として多量に添加すると母鋼板および溶接熱影響部の韌性を阻害する。従って、その添加量は低いほどよいが、一般には0.04%以下であることが好ましい。

【0016】なお、本発明においては、強度および韌性を改善する元素として、Cu、Ni、Cr、Mo、V、Nb、Tiのうち1種または2種以上の元素を添加することができる。

Cu: Cuは韌性を低下させずに強度を上昇させるのに有効な元素であるが、0.1%未満ではその効果がなく、また1.5%を超えると鋼片加熱時や溶接時に熱間

での割れを生じやすくする。従って、Cuの含有量を0.1~1.5%とする。

【0017】Ni: Niは韌性および強度の改善に有効な元素であり、その効果を得るためにには0.1%以上の添加が必要であるが、2.0%を超える添加では溶接性が低下するため、その範囲を0.1~2.0%とする。Cr: Crは析出強化による鋼の強度向上に有効な元素であり、その効果を得るためにには0.1%以上の添加が必要である。一方、Crを多量に添加すると、焼入れ性を上昇させ、ベイナイト組織を生じて韌性を低下させるので、その上限を1.0%とする。

【0018】Mo: Moは焼入れ性を向上させると同時に、炭窒化物を形成して強度を改善する元素であり、その効果を得るためにには0.05%以上の添加が必要になるが、多量の添加は必要以上の強化とともに、韌性の著しい低下をもたらすため、その範囲を0.05~0.5%とする。

V: Vは炭化物、窒化物を形成して強度の向上に効果がある元素であるが、0.005%未満の添加ではその効果がなく、また0.10%を超える添加では逆に韌性の低下を招くため、その範囲を0.005~0.10%とする。

【0019】Nb: Nbも炭窒化物を形成して強度の向上に効果がある元素であるが、0.005%未満の添加ではその効果がなく、また0.05%を超える添加では逆に韌性の低下を招くため、その範囲を0.005~0.05%とする。

Ti: Tiは窒化物を形成して結晶粒の細粒化に効果が期待できる元素であるが、多量の添加は炭化物の形成による韌性の著しい低下をもたらすため、その上限を0.04%にする必要がある。所定の効果を得るためにには0.005%以上の添加が必要であるので、Tiの範囲を0.005~0.04%とする。

【0020】さらに、本発明においては、介在物制御の目的で、Caおよび希土類元素を添加することができる。

Caおよび希土類元素(REM): CaおよびREM(例えば、Ce等)は、鋼中のSをCaSなどのサルファイドとして固定し、韌性を阻害するMnSの生成を抑制することにより、圧延方向に直角の方向の韌性向上に有効である。Caは0.001%以上、REMは0.01%以上の添加が必要であるが、過剰の添加は鋼中の介在物を増加させて清浄度の低下を招くため、それぞれの上限を、Caは0.010%、REMは0.10%とする。

【0021】PおよびS: 本発明では、特に規定しないが、両者は鋼の韌性に影響を与える元素であり、それぞれPは0.04%、Sは0.03%を超えて添加すると、韌性を著しく阻害するので、これを上限とするのが好ましい。鋼板の製造方法は特に限定されるものではない。

く、例えば上記の化学組成を有する鋼片を通常の加熱および熱間圧延により板厚50mm以上の鋼板に成形する。これらの鋼板は、用途に応じて焼入れ焼戻し処理あるいは焼準処理を行ってもよい。これらの鋼板を構造物部材として加工する場合、再度、熱間スピニング加工などの熱間加工を実施されるが、その後、Ac₁~Ac₃変態点間に加熱して徐冷(空冷、気水冷却等、マルテンサイトやベイナイト組織が生成しない手段であれば、いずれでもよい)する熱処理を加える。

【0022】この熱処理は、本発明の主たる部分であり、先に述べたように、フェライト粒の細粒化および炭化物の微細分散を図り、後に続くPWHT時の強度、韌性の低下を最小限に抑えるものである。

【0023】

【実施例】次に、本発明の実施例について述べる。表1、表2(表1のつづき)の化学組成を有する鋼板を母鋼板として、その鋼板に表3、表4(表3のつづき)に示す熱間加工(熱間圧延)後、PWHT前に所定の熱処理を行い、その後PWHTを行った後の引張試験の引張強度を指標に引張強さを、さらにシャルピー試験による遷移温度を指標に韌性を求めた。その結果をPWHT前の母鋼板との差として表3、表4に示す。

【0024】符号1、3、4、5、6、8、9、10、11、12は、本発明の例を示す。表3、表4から明らかなように、これらの鋼板はPWHT後にもかかわらず、母鋼板からの強度低下は認められず、同時に韌性の低下も見られない。これに対して、符号2、7、13、14、15、16、17は、本発明から逸脱した比較例を示す。

【0025】すなわち、符号2は化学組成は本発明の範囲内ではあるが、熱処理条件が940°CとAc₃変態点を超えており、PWHT後の引張強さおよび韌性が母鋼板に比較して低下している。また、符号7は熱処理がAc₁変態点より低温で実施されたものである。この場合も、引張強さおよび韌性がPWHT前の母鋼板より著しく低下している。

【0026】さらに、符号13~17は、化学組成が本発明の範囲を逸脱している例である。符号13(鋼J)は、Cが0.25%添加されており、本発明範囲の上限を超えているものである。このために、引張強さの低下は認められないが、韌性が低下している。

【0027】符号14(鋼K)は、Mnが本発明範囲の上限を超えて添加された例であり、PWHT後の引張強さの低下は見られないが、韌性が大きく低下している。符号15(鋼L)は、Vが本発明範囲の上限を超えて添加されたものである。この場合、PWHT後の韌性が著しく低下している。符号16(鋼M)は、Nbが本発明範囲の上限を超えて添加された例である。この場合、PWHT後の引張強さおよび韌性が低下している。

【0028】符号17(鋼N)は、Alが本発明範囲よ

り過剰に添加された例である。この場合、PWHT後の
靭性が低下している。

【0029】

【表1】

鋼	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V
A	0.05	0.24	1.15	0.008	0.003					
B	0.15	0.21	0.85	0.010	0.005	0.21	0.52			
C	0.12	0.35	0.62	0.005	0.008			0.67	0.16	0.050
D	0.06	0.42	1.65	0.007	0.021		1.75		0.15	0.020
E	0.17	0.07	0.32	0.017	0.006	0.35	0.42			
F	0.11	0.21	1.06	0.005	0.007				0.42	0.052
G	0.05	0.07	0.25	0.012	0.006					0.085
H	0.08	0.15	0.58	0.013	0.007					
I	0.13	0.22	1.14	0.009	0.008	0.26	0.35		0.08	0.009
J	<u>0.25</u>	0.32	0.69	0.008	0.005	0.35	0.25			
K	0.12	0.16	<u>2.23</u>	0.013	0.025					
L	0.08	0.32	0.85	0.012	0.003					<u>0.125</u>
M	0.12	0.36	0.68	0.011	0.009	0.36	0.22			<u>0.026</u>
N	0.09	0.24	1.26	0.007	0.012					

【0030】

【表2】

(表1のつづき)

鋼	Nb	Ti	Al	その他	Ac ₁ 変態点 (°C)	Ac ₃ 変態点 (°C)	本発明 の成分 要件
A		0.012	0.034		735	913	○
B	0.012	0.008	0.025		722	849	○
C			0.022		744	904	○
D	0.010	0.015	0.035		696	870	○
E	0.015	0.012	0.025	Ca:0.0016	725	843	○
F	0.008		0.042		741	906	○
G	0.023		0.028		744	925	○
H	0.045	0.036	0.039		748	908	○
I	0.022	0.008	0.086		716	874	○
J		0.016	0.026		724	817	×
K	0.025	0.013	0.033		725	853	×
L	0.023	0.012	0.029		740	923	×
M	<u>0.52</u>	0.016	0.033		747	877	×
N		<u>0.12</u>	<u>0.15</u>		712	929	×

【0031】

【表3】

符号	鋼	板厚 (mm)	熱間加工条件	熱処理条件
1	A	6.5	5%曲げ加工	800°C × 90分
2	A	6.5	5%曲げ加工	940°C × 90分
3	B	7.0	5%曲げ加工	760°C × 60分
4	C	7.5	2%曲げ加工	800°C × 70分
5	D	15.0	5%曲げ加工	780°C × 120分
6	E	10.0	5%曲げ加工	820°C × 120分
7	E	10.0	5%曲げ加工	700°C × 120分
8	F	7.0	5%曲げ加工	860°C × 120分
9	F	7.0	熱間圧延	840°C × 120分
10	G	15.0	5%曲げ加工	780°C × 120分
11	H	10.0	5%曲げ加工	800°C × 120分
12	I	12.0	5%曲げ加工	800°C × 120分
13	J	8.0	5%曲げ加工	780°C × 120分
14	K	10.0	5%曲げ加工	800°C × 120分
15	L	10.0	5%曲げ加工	760°C × 120分
16	M	5.0	5%曲げ加工	800°C × 120分
17	N	6.5	熱間圧延	880°C × 120分

【0032】

【表4】

(表3のつづき)

符号	PWHT条件	〔PWHT〕 - 〔母材〕の特性		本発明方法
		引張強さの差 (kgf/cm ²)	vTrsの差 (°C)	
1	625°C × 10Hr	5.5	-15	○
2	625°C × 10Hr	-8.3	20	×
3	625°C × 10Hr	3.6	-10	○
4	625°C × 10Hr	4.1	-15	○
5	625°C × 16Hr	0.5	-5	○
6	625°C × 16Hr	1.5	-10	○
7	625°C × 16Hr	-10.5	25	×
8	620°C × 16Hr	2.5	-20	○
9	620°C × 16Hr	2.5	-20	○
10	625°C × 16Hr	2.1	-10	○
11	615°C × 16Hr	0	0	○
12	615°C × 16Hr	3.6	-15	○
13	625°C × 16Hr	2.2	15	×
14	625°C × 16Hr	0	25	×
15	625°C × 16Hr	-1.2	35	×
16	625°C × 16Hr	-4.5	15	×
17	625°C × 16Hr	0	10	×

【0033】

【発明の効果】本発明の化学組成に限定した鋼材のPWHT前に、本発明の熱処理を加えることにより、板厚5.0mm以上の厚鋼板において見られたPWHT後の強度、韌性の低下を防止することが可能となり、このようにして得られた鋼板部材を用いた構造物の信頼性が大幅に向上できた。

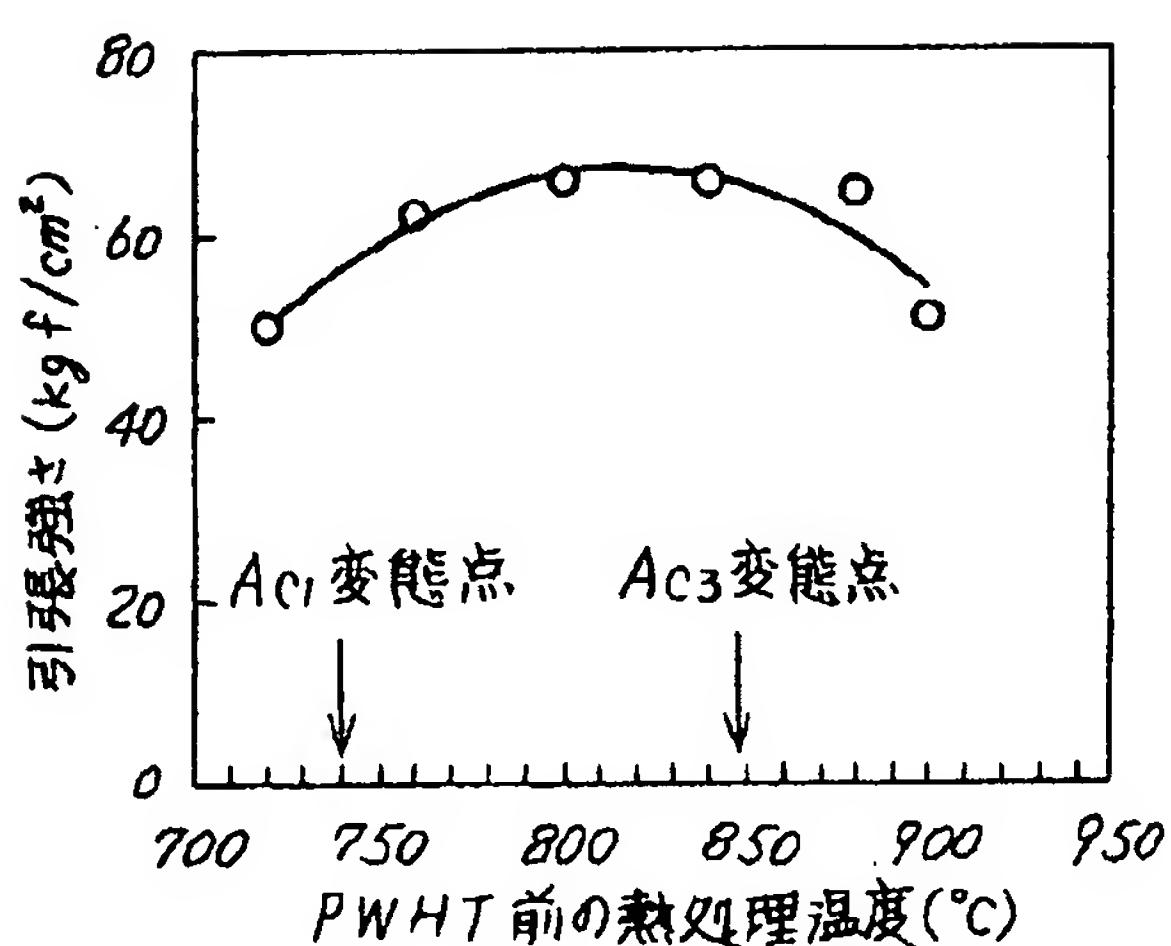
【図面の簡単な説明】

【図1】本発明におけるPWHT前の熱処理がPWHT後の引張試験強度に及ぼす影響を示す図である。

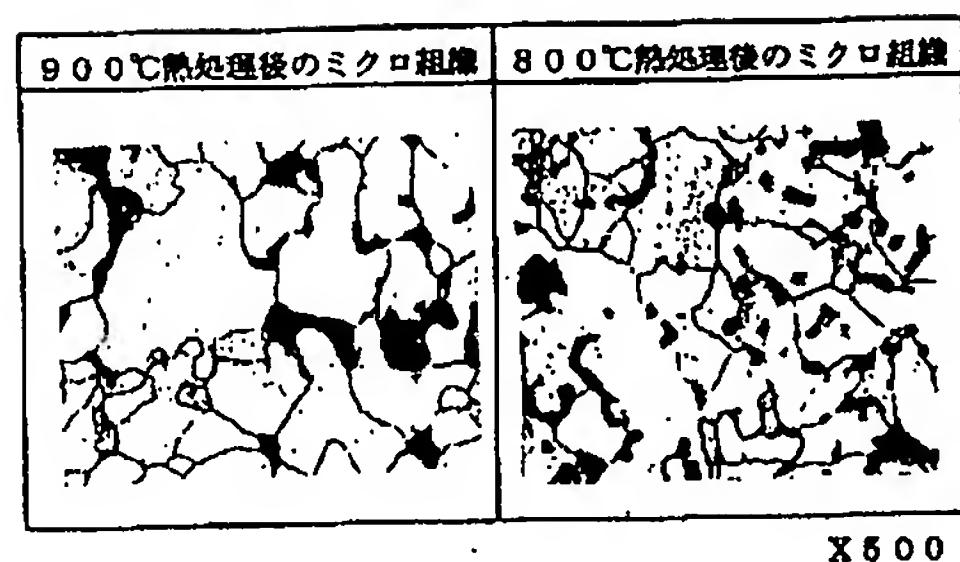
【図2】本発明におけるPWHT前の熱処理がPWHT後の韌性に及ぼす影響を示す図である。

【図3】本発明におけるPWHT前の熱処理温度が鋼板のミクロ組織に及ぼす影響を示す図である。

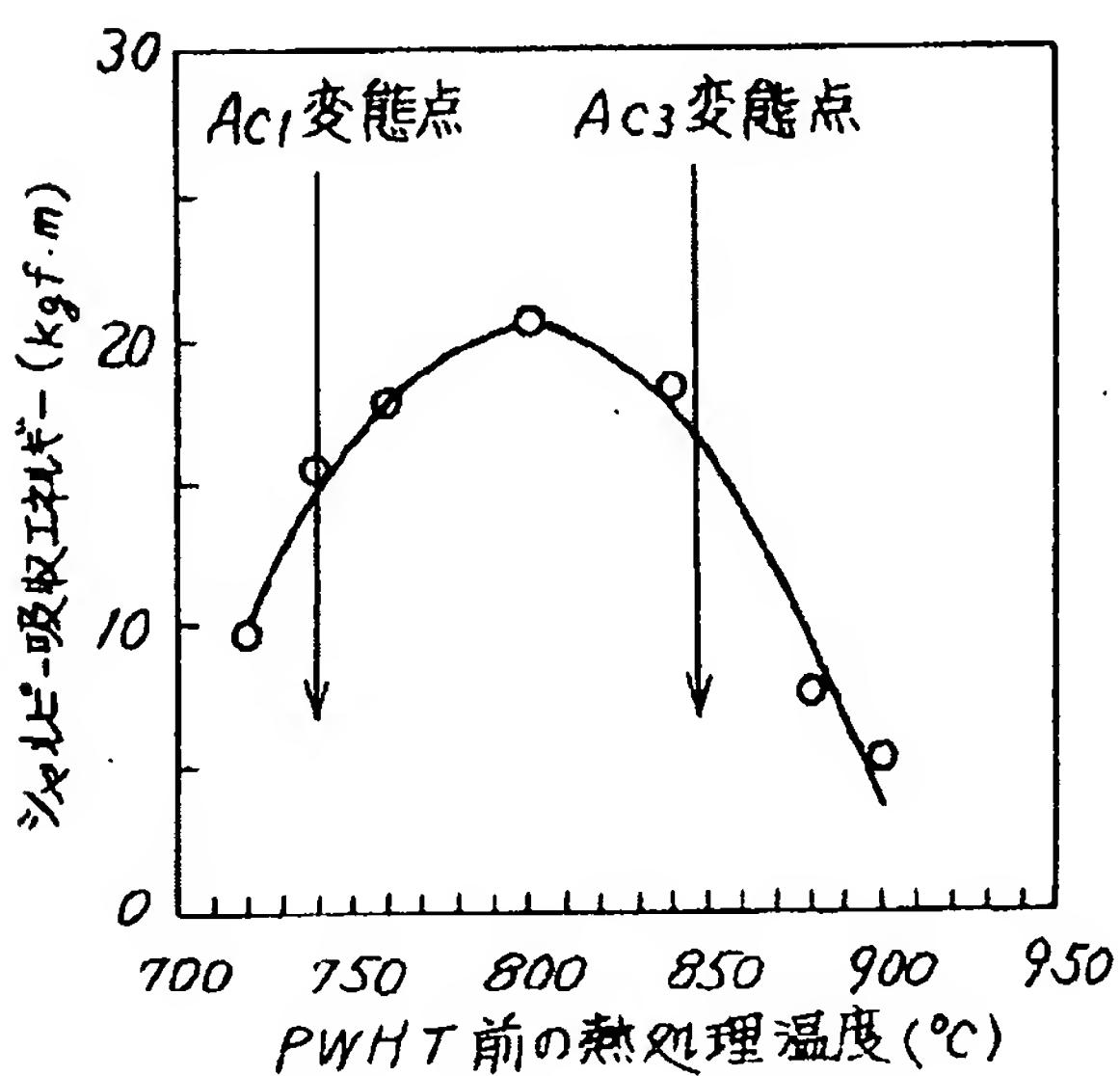
【図1】



【図3】



【図2】



フロントページの続き

(51) Int. Cl. 6

C 22 C 38/06
38/58

識別記号

府内整理番号

F I

C 22 C 38/06
38/58

技術表示箇所